

AC

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number : 10-219388

(43) Date of publication of application : 18.08.1998

(51) Int.CI.

C22C 38/00

C21D 8/04

C21D 9/46

(21) Application number : 09-035711 (71) Applicant : NKK CORP

(22) Date of filing : 05.02.1997 (72) Inventor : INOUE TADASHI
SAWADA HIROSHI

(54) **STEEL SHEET EXCELLENT IN WORKABILITY AND MINIMAL IN FLUCTUATION IN WORKABILITY IN WIDTH DIRECTION AND ITS PRODUCTION**

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a steel sheet excellent in workability and uniform in workability in a width direction and applicable to use in press working requiring strict dimensional accuracy, and its production.

SOLUTION: The steel sheet excellent in workability and minimal in fluctuations in workability in a width direction can be obtained by providing a composition containing, by weight, $\leq 0.2\%$ C, $\leq 1.0\%$ Si, $\leq 3.0\%$ Mn, $\leq 0.2\%$ P, $\leq 0.1\%$ S, $\leq 0.004\%$ O, 0.01-0.1% sol.Al, and $\leq 0.02\%$ N, controlling cleanliness to $\leq 0.05\%$, regulating average crystalline grain size (D) to 5-35 μ m, and also regulating the fluctuations (Dmax/Dmin) in the average crystalline grain size in a coil-width direction to ≤ 2.0 .

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 10.02.2000

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection]

BEST AVAILABLE COPY

or application converted
registration]

[Date of final disposal for
application]

[Patent number] 3287257

[Date of registration] 15.03.2002

[Number of appeal against
examiner's decision of
rejection]

[Date of requesting appeal
against examiner's decision of
rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 特 許 公 報 (B 2)

(11) 特許番号

特許第3287257号

(P3287257)

(45) 発行日 平成14年6月4日 (2002.6.4)

(24) 登録日 平成14年3月15日 (2002.3.15)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	P I	
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A
			3 0 1 S
			3 0 1 W
C 2 1 D 8/04		C 2 1 D 8/04	A
9/46		9/46	G
請求項の数 9 (全 10 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願平9-35711
 (22) 出願日 平成9年2月5日 (1997.2.5)
 (65) 公開番号 特開平10-219388
 (43) 公開日 平成10年8月18日 (1998.8.18)
 審査請求日 平成12年2月10日 (2000.2.10)

(73) 特許権者 000004123
 日本鋼管株式会社
 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号
 (72) 発明者 井上 正
 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号
 日本鋼管株式会社内
 (72) 発明者 榊田 弘
 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号
 日本鋼管株式会社内
 (74) 代理人 100098844
 弁理士 高山 宏志
 審査官 奥井 正樹

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板およびその製造方法

1

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%にて、C:0.2%以下、Si:1.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.2%以下、S:0.1%以下、O:0.004%以下、sol. A:0.01~0.1%、N:0.02%以下を含有し、清浄度:0.05%以下であり、平均結晶粒径(D)が5~35 μ m、コイルの幅方向での平均結晶粒径の変動(Dmax/Dmin)が2.0以下であることを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板。ただし、Dmaxは幅方向での平均結晶粒径の最大値、Dminは幅方向での平均結晶粒径の最小値である。

【請求項2】 さらにTi、Nb、V、Zrのうち1種または2種以上を0.01~0.4%含有することを特徴とする、請求項1に記載の、加工性に優れ、かつ加工

2

性の幅方向での変動が少ない鋼板。

【請求項3】 さらにB:0.0001~0.005%を含有することを特徴とする、請求項1または請求項2に記載の、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板。

【請求項4】 重量%にて、C:0.2%以下、Si:1.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.2%以下、S:0.1%以下、O:0.004%以下、sol. A:0.01~0.1%、N:0.02%以下を含有し、清浄度:0.05%以下の鋼を連続製造した後、得られた鋼スラブを直接熱間圧延するに際して、A_{r1}点以上の温度で70%以上の圧下率にて1次圧延を施して鋼帯とする工程と、その後に該鋼帯の全体をA_{r1}点+50℃~1150℃の範囲内で再加熱する工程と、その後にA_{r1}点以上の温度で70%以上の圧下率

(2)

特許3287257

にて2次圧延を施す工程と、引き続き750℃以下の温度で巻き取る工程とを具備することを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

【請求項5】 重量%にて、C：0.2%以下、Si：1.0%以下、Mn：3.0%以下、P：0.2%以下、S：0.1%以下、O：0.004%以下、so1. Al：0.01~0.1%、N：0.02%以下を含有し、清浄度：0.05%以下の鋼を連続铸造し、得られた鋼スラブを直接熱間圧延するに際して、A_r点以上の温度で70%以上の圧下率にて1次圧延を施して鋼帯とする工程と、その後該鋼帯の全体をA_r点+50℃~1150℃の範囲内で再加熱する工程と、その後A_r点以上の温度で70%以上の圧下率にて2次圧延を施す工程と、引き続き750℃以下の温度で巻き取る工程とを具備し、その後、冷間圧延し、引き続き再結晶焼鈍することを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

【請求項6】 重量%にて、C：0.2%以下、Si：1.0%以下、Mn：3.0%以下、P：0.2%以下、S：0.1%以下、O：0.004%以下、so1. Al：0.01~0.1%、N：0.02%以下を含有し、清浄度：0.05%以下の鋼スラブを熱間圧延するに際し、A_r点~1200℃の範囲内で加熱する工程と、その後A_r点以上の温度で70%以上の圧下率にて1次圧延を施して鋼帯とする工程と、その後該鋼帯の全体をA_r点+50℃~1150℃の範囲内で再加熱する工程と、その後A_r点以上の温度で70%以上の圧下率にて2次圧延を施す工程と、引き続き750℃以下の温度で巻き取る工程とを具備することを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

【請求項7】 重量%にて、C：0.2%以下、Si：1.0%以下、Mn：3.0%以下、P：0.2%以下、S：0.1%以下、O：0.004%以下、so1. Al：0.01~0.1%、N：0.02%以下を含有し、清浄度：0.05%以下の鋼スラブを熱間圧延するに際し、A_r点~1200℃の範囲内で加熱する工程と、その後A_r点以上の温度で70%以上の圧下率にて1次圧延を施して鋼帯とする工程と、その後該鋼帯の全体をA_r点+50℃~1150℃の範囲内で再加熱する工程と、その後A_r点以上の温度で70%以上の圧下率にて2次圧延を施す工程と、引き続き750℃以下の温度で巻き取る工程とを具備し、その後冷間圧延し、引き続き再結晶焼鈍することを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

【請求項8】 さらにTi、Nb、V、2rのうち1種または2種以上を0.01~0.4%含有することを特徴とする、請求項4ないし請求項7のいずれか1項に記載

の、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

【請求項9】 さらにB：0.0001~0.005%を含有することを特徴とする、請求項4ないし請求項8のいずれか1項に記載の、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板およびその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】熱延鋼板および冷延鋼板は、自動車、産業機械等に広く使用されている。そして、それらの用途にはプレス加工で成形される部材が多いため、その部材の形状に応じて様々な加工性が要求される。

【0003】しかしながら、近年の自動車、産業機械等のメーカーからの合理化の要求が厳しく、特に同メーカーでの製品の製造時での歩留まりのさらなる向上が求められている。このような背景から、材質面では特に均一性の高いことが重要となっている。

【0004】このような観点から、材料の加工性を均一にする目的で、熱延での加熱温度を従来よりも低温とし、仕上げ圧延での圧下率を高くして圧延終了後に急冷し、比較的高温で巻取り、その後冷延および焼鈍するといった技術が提案されている(特公平7-56055号公報)。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、この技術では、コイルの長手方向の均一性は改善されているものの、コイルの幅手方向の均一性には問題がある。すなわち、この技術では熱延での加熱温度を低温とし、さらには仕上げ圧延で高圧下率の圧延のため、コイルのエッジおよびその近傍での温度の低下が著しく、結果としてコイルの幅方向で組織がばらつく問題が生じる。

【0006】このように、コイルの幅方向で組織がばらつくと、材料内における加工性の面内での均一性が低くなり、特に寸法精度の厳しいプレス加工品においては、プレス加工時のコイルの幅方向端部付近では、幅中央部に対して加工性が低い。スプリングバックの幅方向の差によりプレス加工後における加工部品の寸法精度に問題が生じる。したがって、コイル内での板厚をコイルの幅方向端部付近を含まないような低い歩留まりで行わざるを得ない。

【0007】本発明は、かかる事情に鑑みてなされたものであって、寸法精度の厳しいプレス加工用途にも適合し得る、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向で均一な鋼板およびその製造方法を提供することを目的とする。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明等は、上述した

5

問題を解決すべく鋭意研究を怠らなかつた。その結果、自動車、産業機械等のメーカーでの使用条件からみて、コイルからの製品採取を高歩留まりで行なうためには、

(1) 鋼中の成分を最適化した上で、非金属介在物を調整して加工性を優れたレベルとすること

(2) 平均結晶粒径(D)およびコイルの幅方向での平均結晶粒径の変動(Dmax/Dmin)を特定範囲内とすること(ただし、Dmaxは幅方向での平均結晶粒径の最大値、Dminは幅方向での平均結晶粒径の最小値)がそれぞれ必要であることを見出した。

【0009】そして、上記した加工性に優れ、かつ加工性が幅方向で均一な鋼板は、連続製造スラブを直接熱間圧延する製造方法において、

(1) 熱延における1次圧延の圧延温度および圧下率を適正にして、1次圧延後のオーステナイト粒径を細粒とすること

(2) 引き続き、1次圧延後の素材全体を特定の温度範囲にて加熱して、1次圧延後のオーステナイト粒径の均一性を高めること

(3) 続いて、2次圧延での圧下率、温度及び巻取温度を適正にして、2次圧延後における繰り返し再結晶によるオーステナイト粒径を細粒でかつ均一としてその組織を凍結すること

により達成されることを見出した。

【0010】また、例えば連続製造または造塊、分塊圧延により得られたスラブを加熱する製造方法において、

(1) 熱延における加熱温度および1次圧延での圧下率および温度を適正にして、1次圧延後のオーステナイト粒径を細粒とすること

(2) 引き続き、1次圧延後の素材全体を特定の温度範囲にて加熱して、1次圧延後のオーステナイト粒径の均一性を高めること

(3) 続いて、2次圧延での圧下率、温度及び巻取温度を適正にして、2次圧延後での繰り返し再結晶によるオーステナイト粒径を細粒でかつ均一としてその組織を凍結すること

により達成されることを見出した。

【0011】さらに、冷延鋼板では、上記のようにして得られた熱延鋼板を素材として用いて、冷間圧延と再結晶焼鈍を施すことにより達成されることを見出した。本発明は、このような知見に基づいてなされたものである。

【0012】すなわち、本発明は、以下の(1)～(9)を提供するものである。

(1) 重量%にて、C:0.2%以下、Si:1.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.20%以下、S:0.10%以下、O:0.0040%以下、sol. Al:0.01~0.10%、N:0.02%以下を含有し、清浄度:0.05%以下であり、平均結晶粒径

(3)

特許3287257

6

(D)が5~35 μ m、コイルの幅方向での平均結晶粒径の変動(Dmax/Dmin)が2.0以下であることを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板。ただし、Dmaxは幅方向での平均結晶粒径の最大値、Dminは幅方向での平均結晶粒径の最小値である。

【0013】(2)(1)において、さらにTi、Nb、V、Zrのうち1種または2種以上を0.01~0.40%含有することを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板。

(3)(1)または(2)において、さらにB:0.001~0.005%を含有することを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板。

【0014】(4) 重量%にて、C:0.2%以下、Si:1.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.20%以下、S:0.10%以下、O:0.0040%以下、sol. Al:0.01~0.10%、N:0.02%以下を含有し、清浄度:0.05%以下の鋼を連続製造した後、得られた鋼スラブを直接熱間圧延するに際して、 A_{r1} 点以上の温度で70%以上の圧下率にて1次圧延を施して鋼帯とする工程と、その後に該鋼帯の全体を A_{r1} 点+50℃~1150℃の範囲内で再加熱する工程と、その後に A_{r1} 点以上の温度で70%以上の圧下率にて2次圧延を施す工程と、引き続き750℃以下の温度で巻き取る工程とを具備することを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

【0015】(5) 重量%にて、C:0.2%以下、Si:1.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.20%以下、S:0.10%以下、O:0.0040%以下、sol. Al:0.01~0.10%、N:0.02%以下を含有し、清浄度:0.05%以下の鋼を連続製造し、得られた鋼スラブを直接熱間圧延するに際して、 A_{r1} 点以上の温度で70%以上の圧下率にて1次圧延を施して鋼帯とする工程と、その後に該鋼帯の全体を A_{r1} 点+50℃~1150℃の範囲内で再加熱する工程と、その後に A_{r1} 点以上の温度で70%以上の圧下率にて2次圧延を施す工程と、引き続き750℃以下の温度で巻き取る工程とを具備し、その後、冷間圧延し、引き続き再結晶焼鈍することを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

【0016】(6) 重量%にて、C:0.2%以下、Si:1.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.20%以下、S:0.10%以下、O:0.0040%以下、sol. Al:0.01~0.10%、N:0.02%以下を含有し、清浄度:0.05%以下の鋼スラブを熱間圧延するに際し、 A_{r1} 点~1200℃の範囲内で加熱する工程と、その後に A_{r1} 点以上の温度で70

(4)

特許3287257

7

%以上の圧下率にて1次圧延を施して鋼帯とする工程と、その後該鋼帯の全体を A_{r1} 点+50℃～1150℃の範囲内で再加熱する工程と、その後 A_{r1} 点以上の温度で70%以上の圧下率にて2次圧延を施す工程と、引き続き750℃以下の温度で巻き取る工程とを具備することを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

【0017】(7) 重量%にて、C:0.2%以下、Si:1.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.20%以下、S:0.10%以下、O:0.0040%以下、sol. Al:0.01～0.10%、N:0.02%以下を含有し、清浄度:0.05%以下の鋼スラブを熱間圧延するに際し、 A_{r1} 点～1200℃の範囲内で加熱する工程と、その後 A_{r1} 点以上の温度で70%以上の圧下率にて1次圧延を施して鋼帯とする工程と、その後該鋼帯の全体を A_{r1} 点+50℃～1150℃の範囲内で再加熱する工程と、その後 A_{r1} 点以上の温度で70%以上の圧下率にて2次圧延を施す工程と、引き続き750℃以下の温度で巻き取る工程とを具備し、その後冷間圧延し、引き続き再結晶焼鈍することとを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

【0018】(8) (4)～(7)において、さらにTi、Nb、V、Zrのうち1種または2種以上を0.01～0.40%含有することを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

(9) (4)～(8)において、さらにB:0.0001～0.005%を含有することを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

【0019】

【発明の実施の形態】上述したように、コイルからの製品採取を高歩留まりで行なうためには、まず、鋼中の成分を最適化した上で、非金属介在物の量を調整して加工性を優れたレベルとすることが必要であり、さらに平均結晶粒径(D)およびコイルの幅方向での平均結晶粒径の変動(D_{max}/D_{min})を特定範囲内とすること(ただし、 D_{max} は幅方向での平均結晶粒径の最大値、 D_{min} は幅方向での平均結晶粒径の最小値)が必要である。

【0020】このために本発明では、重量%にて、C:0.2%以下、Si:1.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.20%以下、S:0.10%以下、O:0.0040%以下、sol. Al:0.01～0.10%、N:0.02%以下、清浄度:0.05%以下とし、平均結晶粒径(D)を5～35 μ m、コイルの幅方向での平均結晶粒径の変動(D_{max}/D_{min})を2.0以下としている。以下、これらの限定理由について説明する。

【0021】(1) 素材鋼の化学組成および清浄度

8

C:0.2%以下

Cは鋼板の加工性に悪影響を及ぼす元素であるため、その含有量は少ない方が好ましい。C量が0.2%を超えると、加工性の劣化が著しくなることから、その含有量を0.2%以下とした。加工性の向上のためのより好ましい範囲は0.05%であり、加工性をさらに高いレベルとする観点からは0.005%以下であることが一層好ましい。

【0022】Si:1.0%以下

Siは鋼板を固溶強化する作用を有するが、加工性に悪影響を及ぼす元素であるため少ないほうが好ましい。Si量が1.0%を超えると、加工性の劣化が著しくなることから、その含有量を1.0%以下とした。加工性の向上のためのより好ましい範囲は0.5%以下である。加工性をさらに高いレベルとする観点からは0.05%以下であることが一層好ましい。

【0023】Mn:3.0%以下

Mnは鋼板の靱性を改善し、鋼板を固溶強化する作用を有するが、加工性に悪影響を及ぼす元素である。Mn量が3.0%を超えると、強度が上昇し、加工性の劣化が著しくなることから、その含有量を3.0%以下とした。加工性の向上のためのより好ましい範囲は2.0%以下である。加工性をさらに高いレベルとする観点からは0.5%以下であることが一層好ましい。

【0024】P:0.2%以下

Pは鋼板を固溶強化する作用を有するが、その含有量が0.2%を超えると粒界偏析による粒界脆化が生じやすくなる。したがって、Pの含有量を0.2%以下とした。加工性の向上のためのより好ましい範囲は0.1%である。加工性をさらに高いレベルとする観点からは0.02%以下であることが一層好ましい。

【0025】S:0.1%以下

Sは0.1%を超えると硫化物の析出量が多くなり、加工性が劣化する。したがって、Sの含有量を0.1%以下とした。加工性の向上のためのより好ましい範囲は0.02%以下である。加工性をさらに高いレベルとする観点からは0.01%以下であることが一層好ましい。

【0026】sol. Al:0.01～0.1%

sol. Alは鋼の脱酸材として使用され、さらには後述するTi、Nb、Zr、Vの添加歩留まりを上昇させるために必須な添加元素である。しかし、0.01%未満では上記した効果が得られず、一方、0.1%を超えるとその効果が飽和して不経済となる。よって、sol. Alの含有量を0.01～0.1%とした。

【0027】N:0.02%以下

Nはその含有量が少ないほど後述する炭窒化物形成元素の添加量が少なくなり経済的である。N量が0.02%を超えると炭窒化物形成元素を添加してNを固定しても鋼板の加工性の低下が避けられない。よって、N含有量

(5)

特許3287257

9

を0.02%以下とした。加工性の向上のためのより好ましい範囲は0.005%以下である。

【0028】O:0.004%以下

Oはその含有量が少ないほど加工性に対しては好ましい。O量が0.004%を超えると鋼板の加工性の低下が避けられない。よって、O含有量を0.004%以下とした。このような範囲のO含有量は、上記so1. A1量を制御することにより達成される。

【0029】清浄度:0.05%以下

清浄度は、JIS G0555の方法で測定されるものであり、本発明においては優れた加工性を付与するために制御されるべき重要な構成要件の一つである。鋼板の清浄度が0.05%を超えると変形時において介在物を起点としたボイドの数が多くなり、材料が破断しやすくなるため、0.05%を上限とする。このような範囲の清浄度は鋼の溶製後の2次結晶および鍛造時の介在物の巻き込み対策を適切に行うことにより達成される。加工性の向上のためにより好ましい清浄度の範囲は0.03%以下である。

【0030】なお、素材鋼としては、上記した成分に加えて、さらにTi、Nb、V、Zrのうち1種又は2種以上を0.01~0.4%含有してもよい。これらの成分は炭窒化物や窒化物を形成し、鋼中のC、N、Sを減少させ、加工性をより優れたものとすることができるので、必要に応じて単独または複合で添加することが好ましい。

【0031】さらには、本発明においては、耐割れ性の向上を目的として、Bを0.0001~0.005%の範囲で添加してもよい。B量が0.0001%未満では耐割れ性向上の効果が得られず、一方、0.005%を超えると、その効果が飽和する。よって、B量の範囲を0.0001~0.005%とした。

【0032】(2) 平均結晶粒径およびそのコイル幅方向の変動

平均結晶粒径(D): 5~35 μ m

Dが5 μ m未満では本発明で意図する高い加工性が得られない。一方、Dが35 μ mを超えると加工時に肌荒れが問題となる。したがって、高い加工性が得られ、かつ肌荒れも発生せずに、コイルからの製品採取を高歩留まりで行う観点から、Dを5~35 μ mの範囲内とした。なお、加工性の向上のためのより好ましい範囲は15~30 μ mである。また、加工性を確保しつつ、強度を高める観点からは、5~15 μ mの範囲が好ましい。

【0033】コイルの幅方向での平均結晶粒径の変動

(Dmax/Dmin): 2.0以下

コイルの幅方向での平均結晶粒径の変動(Dmax/Dmin)が2.0を超えると、図1に示すように、材料内における加工性の面内での均一性が低くなり、プレス加工時のコイルの幅方向端部付近では、幅中央部に対して加工性が低く、スプリングバックの幅方向の差が2度を超

10

えるため、プレス加工後における加工部品の寸法精度に問題が生じる。したがって、コイル内での仮繰りをコイルの幅方向端部付近を含まないような低い歩留まりで行わざるを得なくなる。このような問題を解消するため、本発明ではDmax/Dminを2.0以下とした。図2に、本発明材および比較材のコイル幅方向での結晶粒径の分布を示す。なお、スプリングバックの幅方向の差は、本発明の組成を満たす鋼を用いて製造条件を変化させて作製した薄鋼板を用い、後述する実施例に示すような試験方法により求めた。

【0034】次に、以上のような鋼板の製造方法について説明する。

(1) 連続鍛造スラブを直接熱間圧延する方法

この場合には、上記組成を有する鋼を連続鍛造した後、得られた鋼スラブを直接熱間圧延するに際し、Ar₁点以上の温度で70%以上の圧下率にて1次圧延を施して鋼板とする工程と、その後該鋼板の全体をAr₁点+50℃~1150℃の範囲内で再加熱する工程と、その後Ar₁点以上の温度で70%以上の圧下率にて2次圧延を施す工程と、引き続き750℃以下の温度で巻き取る工程とを具備する。以下、各製造条件の限定理由について説明する。

【0035】熱延における1次圧延温度: Ar₁点以上
1次圧延の温度はまず、粗圧延材の結晶粒径の制御の観点より規定される。Ar₁点未満であるとフェライト域の圧延であるため、再結晶の進行よりも、回復が進行するため、結晶粒の微細化を図ることができず、結果として本発明で規定する結晶粒径を得ることができない。したがって、1次圧延温度をAr₁点以上とした。

【0036】熱延における1次圧延の圧下率: 70%以上

1次圧延での圧下率が70%未満では、1次圧延後のオーステナイト粒径を細粒とすることができず、結果として本発明で規定する結晶粒径を得ることができない。圧下率が70%以上であれば、本発明で規定する結晶粒径を得ることができるため、1次圧延の圧下率を70%以上とした。

【0037】1次圧延(粗圧延)鋼帯の加熱温度: Ar₁点+50℃~1150℃

1次圧延を施した粗圧延鋼帯をAr₁点+50℃~1150℃の範囲内で加熱することにより、1次圧延後のオーステナイト粒径の均一性を高めることができ、結果として、加熱温度が1200℃以下の低温であっても、結晶粒径の変動を本発明で規定する範囲まで小さくすることができる。Ar₁点+50℃未満では、2次圧延において表層およびその近傍でフェライト相への変態が進行して表層が粗大粒化するため、結晶粒径の変動を本発明の範囲まで低く抑えることができない。一方、1150℃を超えると、平均粒径(D)が本発明で規定する上限の35 μ mを超えてしまう。したがって、1次圧延鋼

11

帯の加熱温度を A_{r1} 点+50℃～1150℃の範囲とした。

【0038】熱延における2次圧延の圧下率：70%以上

2次圧延での圧下率が70%未満では、2次圧延後のオーステナイト粒径を細粒とすることができず、結果として、本発明で規定する結晶粒径を得ることができない。圧下率が70%以上であれば、本発明で規定する範囲の結晶粒径を得ることができるため、2次圧延の圧下率を70%以上とした。

【0039】熱延における2次圧延の温度： A_{r1} 点以上

2次圧延での温度が A_{r1} 点未満では、1次圧延後のフェライト相の圧延部分が粗大粒化して、結果として、本発明で規定する結晶粒径を得ることができない。 A_{r1} 点以上において本発明で規定する結晶粒径が得られるため、2次圧延の温度を A_{r1} 点以上とした。

【0040】巻取温度：750℃以下

巻取温度は2次圧延後の繰返し再結晶によるオーステナイト粒径を細粒でかつ均一とし、その組織を炭化するために制御が必要な製造条件である。巻取温度が750℃を超えると、巻取後にフェライトが粒成長し、結果として本発明で規定する結晶粒径を得ることができない。巻取温度が750℃以下であれば上記組織となり、結晶粒径を本発明で規定した範囲とすることができるため、巻取温度を750℃以下とした。

【0041】(2)例えば連続鋳造または造塊、分塊圧延により得られたスラブを加熱する製造方法。

この場合には、上記組成の鋼スラブを熱間圧延するに際し、 A_{r1} 点～1200℃の範囲内で加熱する工程と、その後 A_{r1} 点以上の温度で70%以上の圧下率にて1次圧延を施して鋼帯とする工程と、その後該鋼帯の全体を A_{r1} 点+50℃～1150℃の範囲内で再加熱する工程と、その後 A_{r1} 点以上の温度で70%以上の圧下率にて2次圧延を施す工程と、引き続き750℃以下の温度で巻き取る工程とを具備する。この方法では、上記の製造方法に比較して、より加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板を得ることができる。以下、各製造条件の限定理由について説明する。

【0042】熱延における1次圧延の加熱温度： A_{r1} 点～1200℃

1次圧延の加熱温度が1200℃超えの場合は加熱時のオーステナイト粒径が粗大化し、結果として本発明で規定する結晶粒径が得られない。一方、加熱温度が A_{r1} 点未満であるとフェライト域の圧延であるため、再結晶の進行よりも、回復が進行するため、結晶粒の微細化を図ることができず、結果としてやはり本発明で規定する結晶粒径を得ることができない。したがって、1次圧延の加熱温度を A_{r1} 点～1200℃とした。

【0043】熱延における1次圧延の圧下率：70%以

(6)

特許3287257

12

上

1次圧延での圧下率が70%未満では、1次圧延後のオーステナイト粒径を細粒とすることができず、結果として本発明で規定する結晶粒径を得ることができない。圧下率が70%以上であれば、本発明で規定する結晶粒径を得ることができるため、1次圧延の圧下率を70%以上とした。

【0044】熱延における1次圧延の温度： A_{r1} 点以上

1次圧延での温度が A_{r1} 点未満では、部分的にフェライト相を含む2相域の圧延となるため、1次圧延後のフェライト相の圧延部分が粗大粒化し、結果として本発明で規定する結晶粒径を得ることができない。 A_{r1} 点以上において本発明で規定する結晶粒径が得られるため、1次圧延の温度を A_{r1} 点以上とした。

【0045】1次圧延（粗圧延）鋼帯の加熱温度： A_{r1} 点+50℃～1150℃

1次圧延を施した粗圧延鋼帯を A_{r1} 点+50℃～1150℃の範囲内で加熱することにより、1次圧延後のオーステナイト粒径の均一性を高めることができ、結果として、加熱温度が1200℃以下の低温であっても、結晶粒径の変動を本発明で規定する範囲まで小さくすることができる。 A_{r1} 点+50℃未満では、2次圧延において表面およびその近傍でフェライト相への変態が進行して表面が粗大粒化するため、結晶粒径の変動を本発明の範囲まで低く抑えることができない。一方、1150℃を超えると、平均粒径(D)が本発明で規定する上限の35μmを超えてしまう。したがって、1次圧延鋼帯の加熱温度を A_{r1} 点+50℃～1150℃の範囲とした。以上述べたような、熱延における加熱温度と粗圧延鋼帯の加熱温度との関係を図3に示す。

【0046】熱延における2次圧延の圧下率：70%以上

2次圧延での圧下率が70%未満では、2次圧延後のオーステナイト粒径を細粒とすることができず、結果として、本発明で規定する結晶粒径を得ることができない。圧下率が70%以上であれば、本発明で規定する範囲の結晶粒径を得ることができるため、2次圧延の圧下率を70%以上とした。

【0047】熱延における2次圧延の温度： A_{r1} 点以上

2次圧延での温度が A_{r1} 点未満では、1次圧延後のフェライト相の圧延部分が粗大粒化して、結果として、本発明で規定する結晶粒径を得ることができない。 A_{r1} 点以上において本発明で規定する結晶粒径が得られるため、2次圧延の温度を A_{r1} 点以上とした。

【0048】巻取温度：750℃以下

巻取温度は2次圧延後の繰返し再結晶によるオーステナイト粒径を細粒でかつ均一とし、その組織を炭化するために制御が必要な製造条件である。巻取温度が75

(7)

特許3287257

13

0℃を超えると、巻取後にフェライトが粒成長し、結果として本発明で規定する結晶粒徑を得ることができない。巻取温度が750℃以下であれば上記組織となり、結晶粒徑を本発明で規定した範囲とすることができるため、巻取温度を750℃以下とした。

【0049】本発明における冷延鋼板を得る方法としては、上記方法によって得られた熱延鋼板を素材として、冷間圧延と再結晶焼鈍を施すことにより得られる。冷間圧延は鋼板を所定の板厚にするとともに、圧延集合組織を発達させて、その後の再結晶焼鈍工程において加工性の向上に好ましい集合組織を発達させるために施される。冷間圧延の条件は特に限定されるものではないが、上記目的のためには、50%以上の圧下率で最終板厚に加工することが好ましい。

【0050】再結晶焼鈍は通常採用される条件で行えばよい。具体的には550～900℃の温度範囲で焼鈍を行なってフェライトを再結晶させる。550℃未満の温度では、長時間の焼鈍でも再結晶が十分に生じない。一方、900℃を超える温度ではオーステナイト化が進行して加工性が劣化する。再結晶焼鈍を行なう方法としては、連続焼鈍、箱焼鈍、または溶融亜鉛めっき処理に先行する連続熱処理のいずれでもよい。

【0051】上述した組成の素材鋼は、例えば転炉、電気炉等により溶製される。鋼片の製造は造塊-分塊圧延法または連続製造法、薄スラブ製造法、ストリップ製造法のいずれでも構わない。なお、本発明においては、連続製造または造塊、分塊圧延により得られたスラブ加熱する製造方法においては、スラブ部を室温以上の温度まで冷却した後、熱延加熱炉に装入する。その場合、熱延加熱炉への装入温度はAr点以下であることが組織を制御する上で好ましい。

【0052】なお、本発明においては粗圧延鋼帯を加熱する前工程、もしくは後工程でレベラー等の矯正装置によって形状矯正を行なうことが好ましい。矯正を粗圧延鋼帯を加熱する前工程で行なう場合、粗圧延鋼帯の形状が良くなることにより粗圧延鋼帯の加熱時の均一性が良くなり、粗圧延鋼帯内の組織の均一性が高くなり、さらには仕上げ圧延に挿入される粗圧延鋼帯の形状がよいため、仕上げ圧延における塑性変形時の均一性が高くな

14

り、結果として得られる鋼板の組織も均一になる。また、矯正を粗圧延鋼帯を加熱する後工程で行う場合、少なくとも仕上げ圧延機に挿入される粗圧延鋼帯の形状がよいため、仕上げ圧延における塑性変形時の均一性が高くなり、結果として組織が均一となる。

【0053】本発明方法によって得られた冷延鋼板は、適宜、表面処理（溶融亜鉛めっき、合金化溶融亜鉛めっき、電気めっき、有機被覆コーティングなど）やプレス加工を施した後、例えば、自動車、家電製品、鋼構造物などに使用されるが、特にこれらの用途において要求される高加工性と強度を有するものである。

【0054】

【実施例】次に、本発明による具体的な実施例について、比較例と比較しながら以下に説明する。表1に示す化学組成および清浄度を有する鋼（材料No. 1～16）を、表2に示す条件で熱間圧延し、冷却して巻取り処理を行ない、材料No. 1～6については熱延板の結晶粒徑を測定した。なお、材料No. 1及び材料No. 7は鍛造後直接に熱間圧延を行なった。平均結晶粒徑の変動（ D_{max}/D_{min} ）は熱延板の幅方向の平均粒徑

（D）を測定し、その最大値を最小値で割ることにより求めた。また、材料No. 7～16については、熱延板を酸洗後、表2に示す条件にて冷間圧延と焼鈍を行ない、材料No. 1～6と同様に、結晶粒徑を調べた。

【0055】プレス成形品の評価としては、上記熱延板および冷延板の幅方向中央部および端部より試験片を採取し、曲げ加工後のスプリングバック角度を測定し、その差が1度以下の場合は「プレス成形性が極めて良好」、その差が1度を超えて2度以下の場合は「プレス成形性が良好」、2度を超えた場合は「プレス成形性が不良」として評価した。その結果を表2に併せて示した。

【0056】表2から明らかなように、本発明に係る鋼板においては、曲げ加工において割れが生じず、加工性に優れていることが確認された。また、プリングバック角度の幅方向の差が2度以下となり、幅方向でのプレス成形性の均一性に優れていることが確認された。

【0057】

【表1】

(8)

特許3287257

15

16

材料 No.	化学組成 (wt%)													固溶度 (d.t.)
	C	Si	Mn	S	P	O	sol Al	N	Ti	Nb	B	V	Zr	
1*	0.0030	0.01	0.10	0.011	0.004	0.0024	0.023	0.0030	-	-	-	-	-	0.010
2*	0.0016	0.01	0.50	0.010	0.100	0.0020	0.027	0.0042	-	-	-	-	-	0.010
3*	0.0028	0.02	2.00	0.009	0.075	0.0019	0.040	0.0032	0.070	-	-	-	-	0.020
4*	0.0030	0.02	1.55	0.008	0.010	0.0021	0.039	0.0021	-	-	-	-	-	0.010
5*	0.0030	0.30	1.40	0.011	0.015	0.0025	0.032	0.0025	-	-	-	-	-	0.040
6*	0.0030	0.50	1.42	0.010	0.014	0.0024	0.035	0.0024	-	-	-	-	-	0.075
7	0.0019	0.02	0.20	0.005	0.014	0.0020	0.053	0.0045	-	-	-	-	-	0.024
8	0.0031	0.01	0.14	0.010	0.070	0.0028	0.046	0.0012	-	-	-	-	-	0.020
9	0.0020	0.02	0.15	0.016	0.017	0.0030	0.041	0.0030	-	-	0.0020	-	-	0.025
10	0.0029	0.01	0.15	0.014	0.017	0.0027	0.045	0.0029	0.010	0.018	0.0002	-	-	0.020
11	0.0041	0.02	0.15	0.015	0.015	0.0030	0.025	0.0024	0.070	-	0.0003	-	-	0.029
12	0.0021	0.01	0.65	0.010	0.040	0.0025	0.062	0.0020	-	0.010	-	-	-	0.022
13	0.0030	0.20	0.75	0.006	0.070	0.0031	0.043	0.0035	-	-	-	-	-	0.024
14	0.0011	0.02	0.18	0.014	0.012	0.0025	0.045	0.0177	-	-	-	-	0.130	0.030
15	0.0029	0.01	0.15	0.014	0.017	0.0027	0.045	0.0023	0.010	0.018	0.0002	-	-	0.020
16	0.0025	0.01	0.18	0.011	0.010	0.0021	0.033	0.0022	-	-	-	0.0000	-	0.015

* 特許範囲

【0058】

* * 【表2】

材料 No.	焼延温度 (°C)	1次圧延条件		2次圧延条件		焼取 温度 (°C)	焼延 率 (%)	焼延条件	平均 結晶 粒径 D(μm)	平均結晶 粒径の差動 Dmax/Dmin	プレス 成形性	備考
		圧下 率 (%)	圧延 終了 温度 (°C)	焼取 温度 (°C)	圧下 率 (%)	圧延 終了 温度 (°C)						
1*	-	84	950	1050	92.5	920	980	-	15	1.8	良好	特許
2	1100	84	950	1020	92.5	910	960	-	8	1.3	良好	特許
3	950	84	940	940	92.5	890	950	-	10	1.3	良好	特許
4	1000	84	900	1000	92.5	900	900	-	7	1.2	良好	特許
5	1200	84	1050	1100	92.5	900	980	-	8	1.3	良好	特許
6	1200	84	1050	1100	92.5	900	980	-	7	1.4	良好	特許
7**	-	84	900	980	92.5	950	980	80	730°C(20分)	1.8	良好	特許
8	1050	84	950	1020	92.5	920	950	80	730°C(20分)	2.0	良好	特許
9	950	80	950	950	99.2	950	980	80	850°C(30分)	1.7	良好	特許
10	1100	80	1000	1100	93.2	950	980	80	850°C(30分)	2.0	良好	特許
11	1050	80	930	1040	93.2	950	980	80	850°C(30分)	3.0	良好	特許
12	1000	75	910	1010	94.5	920	980	80	850°C(30分)	1.8	良好	特許
13	1150	84	1000	1100	92.5	900	980	80	850°C(30分)	1.2	良好	特許
14	1150	84	1040	1140	92.5	900	980	80	850°C(30分)	3.0	良好	特許
15	1100	80	1000	-	93.2	950	980	80	850°C(30分)	1.7	良好	特許
16	1150	84	1040	1140	92.5	950	980	80	800°C(30分)	2.5	良好	特許

* 焼延温度は1100°C

** 焼延温度は1000°C

【0059】

【発明の効果】以上説明したように、本発明によれば、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動も少ない鋼板及びその製造方法を提供することができ、工業上有用な効果がもたらされる。本発明による鋼板は自動車、産業機器用、家電用（テレビ用のフレーム材、シャドウ

マスク材及びビインナーシールド材、各種容器材など）、はろう用等に供することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】Dmax/Dminとスプリングバック角度の幅方向の差(Δθ)の関係を示す図。

【図2】本発明材および比較材のコイル幅方向での結晶

(9)

特許3287257

17

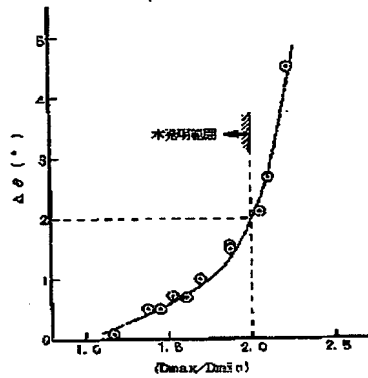
18

粒径の分布を示す図。

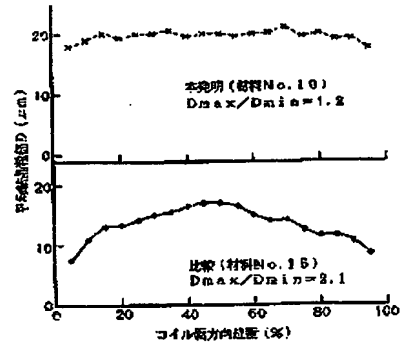
*との関係を示す図。

【図3】熱延における加熱温度と粗圧延帯の加熱温度*

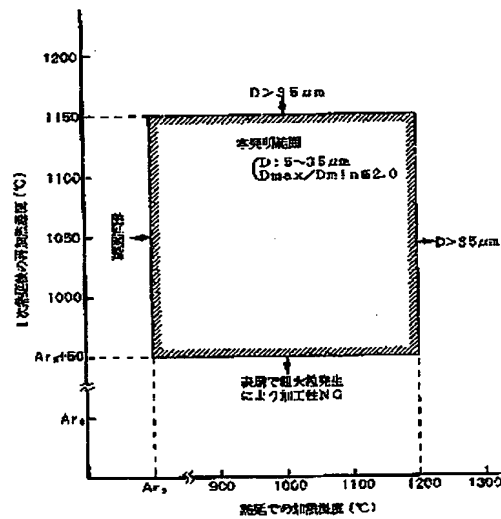
【図1】



【図2】



【図3】



フロントページの続き

(51) Int. Cl.

C21D 9/46

識別記号

FI

C21D 9/46

T

(10)

特許3287257

(56)参考文献 特開 平5-271869 (J P, A)
特開 昭62-185834 (J P, A)
特開 平5-306430 (J P, A)
特開 平8-158007 (J P, A)
特開 平10-152747 (J P, A)
特開 平6-192787 (J P, A)
特開 平6-108202 (J P, A)

(58)調査した分野(Int.Cl.⁷, DB名)
C22C 38/00 - 38/60

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平10-219388

(43)公開日 平成10年(1998)8月18日

(51)Int.Cl. ⁸	識別記号	F I	
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A 3 0 1 S 3 0 1 W
C 2 1 D 8/04 9/46		C 2 1 D 8/04 9/46	A T
審査請求 未請求 請求項の数9 F D (全 10 頁) 最終頁に続く			

(21)出願番号	特願平9-35711	(71)出願人	000004123 日本鋼管株式会社 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号
(22)出願日	平成9年(1997)2月5日	(72)発明者	井上 正 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日 本鋼管株式会社内
		(72)発明者	澤田 弘 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日 本鋼管株式会社内
		(74)代理人	弁理士 高山 宏志

(54)【発明の名称】 加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板およびその製造方法

(57)【要約】

【課題】寸法精度の厳しいプレス加工用途にも適合し得る、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向で均一な鋼板およびその製造方法を提供すること。

【解決手段】重量%にて、C:0.2%以下、Si:1.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.2以下、S:0.1%以下、O:0.004%以下、sol. A1:0.01~0.1%、N:0.02%以下を含有し、清浄度:0.05%以下であり、平均結晶粒径(D)が5~35 μ m、コイルの幅方向での平均結晶粒径の変動(D_{max}/D_{min})が2.0以下とすることにより、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板が得られる。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%にて、C：0.2%以下、Si：1.0%以下、Mn：3.0%以下、P：0.2%以下、S：0.1%以下、O：0.004%以下、so1. Al：0.01~0.1%、N：0.02%以下を含有し、清浄度：0.05%以下であり、平均結晶粒径(D)が5~35 μ m、コイルの幅方向での平均結晶粒径の変動(Dmax/Dmin)が2.0以下であることを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板。ただし、Dmaxは幅方向での平均結晶粒径の最大値、Dminは幅方向での平均結晶粒径の最小値である。

【請求項2】 さらにTi、Nb、V、Zrのうち1種または2種以上を0.01~0.4%含有することを特徴とする、請求項1に記載の、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板。

【請求項3】 さらにB：0.0001~0.005%を含有することを特徴とする、請求項1または請求項2に記載の、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板。

【請求項4】 重量%にて、C：0.2%以下、Si：1.0%以下、Mn：3.0%以下、P：0.2%以下、S：0.1%以下、O：0.004%以下、so1. Al：0.01~0.1%、N：0.02%以下を含有し、清浄度：0.05%以下の鋼を連続鋳造した後、得られた鋼スラブを直接熱間圧延するに際して、Ar₃点以上の温度で70%以上の圧下率にて1次圧延を施して鋼帯とする工程と、その後に該鋼帯の全体をAr₃点+50℃~1150℃の範囲内で再加熱する工程と、その後にAr₃点以上の温度で70%以上の圧下率にて2次圧延を施す工程と、引き続き750℃以下の温度で巻き取る工程とを具備することを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

【請求項5】 重量%にて、C：0.2%以下、Si：1.0%以下、Mn：3.0%以下、P：0.2%以下、S：0.1%以下、O：0.004%以下、so1. Al：0.01~0.1%、N：0.02%以下を含有し、清浄度：0.05%以下の鋼を連続鋳造し、得られた鋼スラブを直接熱間圧延するに際して、Ar₃点以上の温度で70%以上の圧下率にて1次圧延を施して鋼帯とする工程と、その後に該鋼帯の全体をAr₃点+50℃~1150℃の範囲内で再加熱する工程と、その後にAr₃点以上の温度で70%以上の圧下率にて2次圧延を施す工程と、引き続き750℃以下の温度で巻き取る工程とを具備し、その後、冷間圧延し、引き続き再結晶焼鈍することを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

【請求項6】 重量%にて、C：0.2%以下、Si：1.0%以下、Mn：3.0%以下、P：0.2%以下、S：0.1%以下、O：0.004%以下、so1. Al：0.01~0.1%、N：0.02%以下を含有し、清浄度：0.05%以下の鋼を連続鋳造し、得られた鋼スラブを直接熱間圧延するに際して、Ar₃点以上の温度で70%以上の圧下率にて1次圧延を施して鋼帯とする工程と、その後に該鋼帯の全体をAr₃点+50℃~1150℃の範囲内で再加熱する工程と、その後にAr₃点以上の温度で70%以上の圧下率にて2次圧延を施す工程と、引き続き750℃以下の温度で巻き取る工程とを具備し、その後、冷間圧延し、引き続き再結晶焼鈍することを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

下、S：0.1%以下、O：0.004%以下、so1. Al：0.01~0.1%、N：0.02%以下を含有し、清浄度：0.05%以下の鋼スラブを熱間圧延するに際し、Ar₃点~1200℃の範囲内で加熱する工程と、その後にAr₃点以上の温度で70%以上の圧下率にて1次圧延を施して鋼帯とする工程と、その後に該鋼帯の全体をAr₃点+50℃~1150℃の範囲内で再加熱する工程と、その後にAr₃点以上の温度で70%以上の圧下率にて2次圧延を施す工程と、引き続き750℃以下の温度で巻き取る工程とを具備することを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

【請求項7】 重量%にて、C：0.2%以下、Si：1.0%以下、Mn：3.0%以下、P：0.2%以下、S：0.1%以下、O：0.0040%以下、so1. Al：0.01~0.1%、N：0.02%以下を含有し、清浄度：0.05%以下の鋼スラブを熱間圧延するに際し、Ar₃点~1200℃の範囲内で加熱する工程と、その後にAr₃点以上の温度で70%以上の圧下率にて1次圧延を施して鋼帯とする工程と、その後に該鋼帯の全体をAr₃点+50℃~1150℃の範囲内で再加熱する工程と、その後にAr₃点以上の温度で70%以上の圧下率にて2次圧延を施す工程と、引き続き750℃以下の温度で巻き取る工程とを具備し、その後冷間圧延し、引き続き再結晶焼鈍することを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

【請求項8】 さらにTi、Nb、V、Zrのうち1種または2種以上を0.01~0.4%含有することを特徴とする、請求項4ないし請求項7のいずれか1項に記載の、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

【請求項9】 さらにB：0.0001~0.005%を含有することを特徴とする、請求項4ないし請求項8のいずれか1項に記載の、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板およびその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】熱延鋼板および冷延鋼板は、自動車、産業機械等に広く使用されている。そして、それらの用途にはプレス加工で成形される部材が多いため、その部材の形状に応じて様々な加工性が要求される。

【0003】しかしながら、近年の自動車、産業機械等のメーカーからの合理化の要求が厳しく、特に同メーカーでの製品の製造時での歩留まりのさらなる向上が求められている。このような背景から、材質面では特に均一

性の高いことが重要となっている。

【0004】このような観点から、材料の加工性を均一にする目的で、熱延での加熱温度を従来よりも低温とし、仕上げ圧延での圧下率を高くして圧延終了後に急冷し、比較的高温で巻取り、その後冷延および焼鈍するといった技術が提案されている（特公平7-56055号公報）。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、この技術では、コイルの長手方向の均一性は改善されているものの、コイルの幅手方向の均一性には問題がある。すなわち、この技術では熱延での加熱温度を低温とし、さらには仕上げ圧延で高圧下率の圧延のため、コイルのエッジおよびその近傍での温度の低下が著しく、結果としてコイルの幅方向で組織がばらつく問題が生じる。

【0006】このように、コイルの幅方向で組織がばらつくと、材料内における加工性の面内での均一性が低くなり、特に寸法精度の厳しいプレス加工品においては、プレス加工時のコイルの幅方向端部付近では、幅中央部に対して加工性が低い。ため、スプリングバックの幅方向の差によりプレス加工後における加工部品の寸法精度に問題が生じる。したがって、コイル内での板採りをコイルの幅方向端部付近を含まないような低い歩留まりで行わざるを得ない。

【0007】本発明は、かかる事情に鑑みてなされたものであって、寸法精度の厳しいプレス加工用途にも適合し得る、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向で均一な鋼板およびその製造方法を提供することを目的とする。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明者等は、上述した課題を解決すべく鋭意研究を重ねた。その結果、自動車、産業機械等のメーカーでの使用条件からみて、コイルからの製品採取を高歩留まりで行なうためには、

(1) 鋼中の成分を最適化した上で、非金属夹杂物を調整して加工性を優れたレベルとすること

(2) 平均結晶粒径(D)およびコイルの幅方向での平均結晶粒径の変動(D_{\max}/D_{\min})を特定範囲内とすること(ただし、 D_{\max} は幅方向での平均結晶粒径の最大値、 D_{\min} は幅方向での平均結晶粒径の最小値)がそれぞれ必要であることを見出した。

【0009】そして、上記した加工性に優れ、かつ加工性が幅方向で均一な鋼板は、連続鋳造スラブを直接熱間圧延する製造方法においては、

(1) 熱延における1次圧延の圧延温度および圧下率を適正にして、1次圧延後のオーステナイト粒径を細粒とすること

(2) 引き続き、1次圧延後の素材全体を特定の温度範囲にて加熱して、1次圧延後のオーステナイト粒径の均一性を高めること

(3) 続いて、2次圧延での圧下率、温度及び巻取温度

を適正にして、2次圧延後における繰返し再結晶によるオーステナイト粒径を細粒でかつ均一としてその組織を凍結すること

により達成されることを見出した。

【0010】また、例えば連続鋳造または造塊、分塊圧延により得られたスラブを加熱する製造方法においては、

(1) 熱延における加熱温度および1次圧延での圧下率および温度を適正にして、1次圧延後のオーステナイト粒径を細粒とすること

(2) 引き続き、1次圧延後の素材全体を特定の温度範囲にて加熱して、1次圧延後のオーステナイト粒径の均一性を高めること

(3) 続いて、2次圧延での圧下率、温度及び巻取温度を適正にして、2次圧延後の繰返し再結晶によるオーステナイト粒径を細粒でかつ均一としてその組織を凍結すること

により達成されることを見出した。

【0011】さらに、冷延鋼板では、上記のようにして得られた熱延鋼板を素材として用いて、冷間圧延と再結晶焼鈍を施すことにより達成されることを見出した。本発明は、このような知見に基づいてなされたものである。

【0012】すなわち、本発明は、以下の(1)～(9)を提供するものである。

(1) 重量%にて、C:0.2%以下、Si:1.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.020%以下、S:0.010%以下、O:0.0040%以下、sol. Al:0.01~0.10%、N:0.02%以下を含有し、清浄度:0.05%以下であり、平均結晶粒径

(D)が5~35 μ m、コイルの幅方向での平均結晶粒径の変動(D_{\max}/D_{\min})が2.0以下であることを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板。ただし、 D_{\max} は幅方向での平均結晶粒径の最大値、 D_{\min} は幅方向での平均結晶粒径の最小値である。

【0013】(2)(1)において、さらにTi、Nb、V、Zrのうち1種または2種以上を0.01~0.40%含有することを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板。

(3)(1)または(2)において、さらにB:0.0001~0.005%を含有することを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板。

【0014】(4) 重量%にて、C:0.2%以下、Si:1.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.020%以下、S:0.010%以下、O:0.0040%以下、sol. Al:0.01~0.10%、N:0.02%以下を含有し、清浄度:0.05%以下の鋼を連続鋳造した後、得られた鋼スラブを直接熱間圧延するに際

して、 A_{r3} 点以上の温度で70%以上の圧下率にて1次圧延を施して鋼帯とする工程と、その後に該鋼帯の全体を A_{r3} 点+50℃～1150℃の範囲内で再加熱する工程と、その後に A_{r3} 点以上の温度で70%以上の圧下率にて2次圧延を施す工程と、引き続き750℃以下の温度で巻き取る工程とを具備することを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

【0015】(5) 重量%にて、C: 0.2%以下、Si: 1.0%以下、Mn: 3.0%以下、P: 0.20%以下、S: 0.10%以下、O: 0.0040%以下、sol. Al: 0.01～0.10%、N: 0.02%以下を含有し、清浄度: 0.05%以下の鋼を連続鍛造し、得られた鋼スラブを直接熱間圧延するに際して、 A_{r3} 点以上の温度で70%以上の圧下率にて1次圧延を施して鋼帯とする工程と、その後に該鋼帯の全体を A_{r3} 点+50℃～1150℃の範囲内で再加熱する工程と、その後に A_{r3} 点以上の温度で70%以上の圧下率にて2次圧延を施す工程と、引き続き750℃以下の温度で巻き取る工程とを具備し、その後、冷間圧延し、引き続き再結晶焼鈍することを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

【0016】(6) 重量%にて、C: 0.2%以下、Si: 1.0%以下、Mn: 3.0%以下、P: 0.20%以下、S: 0.10%以下、O: 0.0040%以下、sol. Al: 0.01～0.10%、N: 0.02%以下を含有し、清浄度: 0.05%以下の鋼スラブを熱間圧延するに際し、 A_{r3} 点～1200℃の範囲内で加熱する工程と、その後に A_{r3} 点以上の温度で70%以上の圧下率にて1次圧延を施して鋼帯とする工程と、その後に該鋼帯の全体を A_{r3} 点+50℃～1150℃の範囲内で再加熱する工程と、その後に A_{r3} 点以上の温度で70%以上の圧下率にて2次圧延を施す工程と、引き続き750℃以下の温度で巻き取る工程とを具備することを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

【0017】(7) 重量%にて、C: 0.2%以下、Si: 1.0%以下、Mn: 3.0%以下、P: 0.20%以下、S: 0.10%以下、O: 0.0040%以下、sol. Al: 0.01～0.10%、N: 0.02%以下を含有し、清浄度: 0.05%以下の鋼スラブを熱間圧延するに際し、 A_{r3} 点～1200℃の範囲内で加熱する工程と、その後に A_{r3} 点以上の温度で70%以上の圧下率にて1次圧延を施して鋼帯とする工程と、その後に該鋼帯の全体を A_{r3} 点+50℃～1150℃の範囲内で再加熱する工程と、その後に A_{r3} 点以上の温度で70%以上の圧下率にて2次圧延を施す工程と、引き続き750℃以下の温度で巻き取る工程とを具備し、その後冷間圧延し、引き続き再結晶焼鈍すること

を特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

【0018】(8) (4)～(7)において、さらにTi、Nb、V、Zrのうち1種または2種以上を0.01～0.40%含有することを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

(9) (4)～(8)において、さらにB: 0.0001～0.005%を含有することを特徴とする、加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼板の製造方法。

【0019】

【発明の実施の形態】 上述したように、コイルからの製品採取を高歩留まりで行なうためには、まず、鋼中の成分を最適化した上で、非金属介在物の量を調整して加工性を優れたレベルとすることが必要であり、さらに平均結晶粒径(D)およびコイルの幅方向での平均結晶粒径の変動(D_{max}/D_{min})を特定範囲内とすること(ただし、 D_{max} は幅方向での平均結晶粒径の最大値、 D_{min} は幅方向での平均結晶粒径の最小値)が必要である。

【0020】このために本発明では、重量%にて、C: 0.2%以下、Si: 1.0%以下、Mn: 3.0%以下、P: 0.20%以下、S: 0.10%以下、O: 0.0040%以下、sol. Al: 0.01～0.10%、N: 0.02%以下、清浄度: 0.05%以下とし、平均結晶粒径(D)を5～35 μ m、コイルの幅方向での平均結晶粒径の変動(D_{max}/D_{min})を2.0以下としている。以下、これらの限定理由について説明する。

【0021】(1) 素材鋼の化学組成および清浄度

C: 0.2%以下

Cは鋼板の加工性に悪影響を及ぼす元素であるため、その含有量は少ない方が好ましい。C量が0.2%を超えると、加工性の劣化が著しくなることから、その含有量を0.2%以下とした。加工性の向上のためのより好ましい範囲は0.05%であり、加工性をさらに高いレベルとする観点からは0.005%以下であることが一層好ましい。

【0022】Si: 1.0%以下

Siは鋼板を固溶強化する作用を有するが、加工性に悪影響を及ぼす元素であるため少ないほうが好ましい。Si量が1.0%を超えると、加工性の劣化が著しくなることから、その含有量を1.0%以下とした。加工性の向上のためのより好ましい範囲は0.5%以下である。加工性をさらに高いレベルとする観点からは0.05%以下であることが一層好ましい。

【0023】Mn: 3.0%以下

Mnは鋼板の靱性を改善し、鋼板を固溶強化する作用を有するが、加工性に悪影響を及ぼす元素である。Mn量が3.0%を超えると、強度が上昇し、加工性の劣化が

著しくなることから、その含有量を3.0%以下とした。加工性の向上のためのより好ましい範囲は2.0%以下である。加工性をさらに高いレベルとする観点からは0.5%以下であることが一層好ましい。

【0024】P:0.2%以下

Pは鋼板を固溶強化する作用を有するが、その含有量が0.2%を超えると粒界偏析による粒界脆化が生じやすくなる。したがって、Pの含有量を0.2%以下とした。加工性の向上のためのより好ましい範囲は0.1%である。加工性をさらに高いレベルとする観点からは0.02%以下であることが一層好ましい。

【0025】S:0.1%以下

Sは0.1%を超えると硫化物の析出量が多くなり、加工性が劣化する。したがって、Sの含有量を0.1%以下とした。加工性の向上のためのより好ましい範囲は0.02%以下である。加工性をさらに高いレベルとする観点からは0.01%以下であることが一層好ましい。

【0026】sol. Al:0.01~0.1%

sol. Alは鋼の脱酸材として使用され、さらには後述するTi、Nb、Zr、Vの添加歩留まりを上昇させるために必須な添加元素である。しかし、0.01%未満では上記した効果が得られず、一方、0.1%を超えるとその効果が飽和して不経済となる。よって、sol. Alの含有量を0.01~0.1%とした。

【0027】N:0.02%以下

Nはその含有量が少ないほど後述する炭窒化物形成元素の添加量が少なくなり経済的である。N量が0.02%を超えると炭窒化物形成元素を添加してNを固定しても鋼板の加工性の低下が避けられない。よって、N含有量を0.02%以下とした。加工性の向上のためのより好ましい範囲は0.005%以下である。

【0028】O:0.004%以下

Oはその含有量が少ないほど加工性に対しては好ましい。O量が0.004%を超えると鋼板の加工性の低下が避けられない。よって、O含有量を0.004%以下とした。このような範囲のO含有量は、上記sol. Al量を制御することにより達成される。

【0029】清浄度:0.05%以下

清浄度は、JIS G0555の方法で測定されるものであり、本発明においては優れた加工性を付与するために制御されるべき重要な構成要件の一つである。鋼板の清浄度が0.05%を超えると変形時において介在物を起点としたボイドの数が多くなり、材料が破断しやすくなるため、0.05%を上限とする。このような範囲の清浄度は鋼の溶製後の2次精錬および製造時の介在物の巻き込み対策を適切に行うことにより達成される。加工性の向上のためにより好ましい清浄度の範囲は0.03%以下である。

【0030】なお、素材鋼としては、上記した成分に加

えて、さらにTi、Nb、V、Zrのうち1種又は2種以上を0.01~0.4%含有してもよい。これらの成分は炭窒化物や硫化物を形成し、鋼中のC、N、Sを減少させ、加工性をより優れたものとするので、必要に応じて単独または複合で添加することが好ましい。

【0031】さらには、本発明においては、耐縦割れ性の向上を目的として、Bを0.0001~0.005%の範囲で添加してもよい。B量が0.0001%未満では耐縦割れ性向上の効果が得られず、一方、0.005%を超えると、その効果が飽和する。よって、B量の範囲を0.0001~0.005%とした。

【0032】(2) 平均結晶粒径およびそのコイル幅方向での変動

平均結晶粒径(D):5~35 μ m

Dが5 μ m未満では本発明で意図する高い加工性が得られない。一方、Dが35 μ mを超えると加工時に肌荒れが問題となる。したがって、高い加工性が得られ、かつ肌荒れも発生せずに、コイルからの製品採取を高歩留まりで行う観点から、Dを5~35 μ mの範囲内とした。なお、加工性の向上のためのより好ましい範囲は15~30 μ mである。また、加工性を確保しつつ、強度を高める観点からは、5~15 μ mの範囲が好ましい。

【0033】コイルの幅方向での平均結晶粒径の変動(D_{max}/D_{min}):2.0以下

コイルの幅方向での平均結晶粒径の変動(D_{max}/D_{min})が2.0を超えると、図1に示すように、材料内における加工性の面内での均一性が低くなり、プレス加工時のコイルの幅方向端部付近では、幅中央部に対して加工性が低く、スプリングバックの幅方向の差が2度を超えるため、プレス加工後における加工部品の寸法精度に問題が生じる。したがって、コイル内での仮採りをコイルの幅方向端部付近を含まないような低い歩留まりで行わざるを得なくなる。このような問題を解消するため、本発明ではD_{max}/D_{min}を2.0以下とした。図2に、本発明材および比較材のコイル幅方向での結晶粒径の分布を示す。なお、スプリングバックの幅方向の差は、本発明の組成を満たす鋼を用いて製造条件を変化させて作製した薄鋼板を用い、後述する実施例に示すような試験方法により求めた。

【0034】次に、以上のような鋼板の製造方法について説明する。

(1) 連続製造スラブを直接熱間圧延する方法

この場合には、上記組成を有する鋼を連続製造した後、得られた鋼スラブを直接熱間圧延するに際し、Ar₃点以上の温度で70%以上の圧下率にて1次圧延を施して鋼板とする工程と、その後に該鋼板の全体をAr₃点+50℃~1150℃の範囲内で再加熱する工程と、その後にAr₃点以上の温度で70%以上の圧下率にて2次圧延を施す工程と、引き続き750℃以下の温度で巻き

取る工程とを具備する。以下、各製造条件の限定理由について説明する。

【0035】熱延における1次圧延温度： A_{r3} 点以上
1次圧延の温度はまず、粗圧延材の結晶粒径の制御の観点より規定される。 A_{r3} 点未満であるとフェライト域の圧延であるため、再結晶の進行よりも、回復が進行するため、結晶粒の微細化を図ることができず、結果として本発明で規定する結晶粒径を得ることができない。したがって、1次圧延温度を A_{r3} 点以上とした。

【0036】熱延における1次圧延の圧下率：70%以上
1次圧延での圧下率が70%未満では、1次圧延後でのオーステナイト粒径を細粒とすることができず、結果として本発明で規定する結晶粒径を得ることができない。圧下率が70%以上であれば、本発明で規定する結晶粒径を得ることがきるため、1次圧延の圧下率を70%以上とした。

【0037】1次圧延（粗圧延）鋼帯の加熱温度： A_{r3} 点+50℃～1150℃

1次圧延を施した粗圧延鋼帯を A_{r3} 点+50℃～1150℃の範囲内で加熱することにより、1次圧延後でのオーステナイト粒径の均一性を高めることができ、結果として、加熱温度が1200℃以下の低温であっても、結晶粒径の変動を本発明で規定する範囲まで小さくすることができる。 A_{r3} 点+50℃未満では、2次圧延において表層およびその近傍でフェライト相への変態が進行して表層が粗大粒化するため、結晶粒径の変動を本発明の範囲まで低く抑えることができない。一方、1150℃を超えると、平均粒径(D)が本発明で規定する上限の35 μ mを超えてしまう。したがって、1次圧延鋼帯の加熱温度を A_{r3} 点+50℃～1150℃の範囲とした。

【0038】熱延における2次圧延の圧下率：70%以上

2次圧延での圧下率が70%未満では、2次圧延後でのオーステナイト粒径を細粒とすることができず、結果として、本発明で規定する結晶粒径を得ることができない。圧下率が70%以上であれば、本発明で規定する範囲の結晶粒径を得ることができ、2次圧延の圧下率を70%以上とした。

【0039】熱延における2次圧延の温度： A_{r3} 点以上

2次圧延での温度が A_{r3} 点未満では、1次圧延後でのフェライト相の圧延部分が粗大粒化して、結果として、本発明で規定する結晶粒径を得ることができない。 A_{r3} 点以上において本発明で規定する結晶粒径が得られるため、2次圧延の温度を A_{r3} 点以上とした。

【0040】巻取温度：750℃以下
巻取温度は2次圧延後での繰返し再結晶によるオーステナイト粒径を細粒でかつ均一とし、その組織を凍結す

るために制御が必要な製造条件である。巻取温度が750℃を超えると、巻取後にフェライトが粒成長し、結果として本発明で規定する結晶粒径を得ることができない。巻取温度が750℃以下であれば上記組織となり、結晶粒径を本発明で規定した範囲とすることができるため、巻取温度を750℃以下とした。

【0041】(2)例えば連続鋳造または造塊、分塊圧延により得られたスラブを加熱する製造方法。

この場合には、上記組成の鋼スラブを熱間圧延するに際し、 A_{r3} 点～1200℃の範囲内で加熱する工程と、その後に A_{r3} 点以上の温度で70%以上の圧下率にて1次圧延を施して鋼帯とする工程と、その後に該鋼帯の全体を A_{r3} 点+50℃～1150℃の範囲内で再加熱する工程と、その後に A_{r3} 点以上の温度で70%以上の圧下率にて2次圧延を施す工程と、引き続き750℃以下の温度で巻き取る工程とを具備する。この方法では、上記の製造方法に比較して、より加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動が少ない鋼帯を得ることができる。以下、各製造条件の限定理由について説明する。

【0042】熱延における1次圧延の加熱温度： A_{r3} 点～1200℃

1次圧延の加熱温度が1200℃超えの場合は加熱時のオーステナイト粒径が粗大化し、結果として本発明で規定する結晶粒径が得られない。一方、加熱温度が A_{r3} 点未満であるとフェライト域の圧延であるため、再結晶の進行よりも、回復が進行するため、結晶粒の微細化を図ることができず、結果としてやはり本発明で規定する結晶粒径を得ることができない。したがって、1次圧延の加熱温度を A_{r3} 点～1200℃とした。

【0043】熱延における1次圧延の圧下率：70%以上

1次圧延での圧下率が70%未満では、1次圧延後でのオーステナイト粒径を細粒とすることができず、結果として本発明で規定する結晶粒径を得ることができない。圧下率が70%以上であれば、本発明で規定する結晶粒径を得ることがきるため、1次圧延の圧下率を70%以上とした。

【0044】熱延における1次圧延の温度： A_{r3} 点以上

1次圧延での温度が A_{r3} 点未満では、部分的にフェライト相を含む2相域の圧延となるため、1次圧延後でのフェライト相の圧延部分が粗大粒化し、結果として本発明で規定する結晶粒径を得ることができない。 A_{r3} 点以上において本発明で規定する結晶粒径が得られるため、1次圧延の温度を A_{r3} 点以上とした。

【0045】1次圧延（粗圧延）鋼帯の加熱温度： A_{r3} 点+50℃～1150℃

1次圧延を施した粗圧延鋼帯を A_{r3} 点+50℃～1150℃の範囲内で加熱することにより、1次圧延後でのオーステナイト粒径の均一性を高めることができ、結果

として、加熱温度が1200℃以下の低温であっても、結晶粒径の変動を本発明で規定する範囲まで小さくすることができる。Ar₃点+50℃未満では、2次圧延において表層およびその近傍でフェライト相への変態が進行して表層が粗大粒化するため、結晶粒径の変動を本発明の範囲まで低く抑えることができない。一方、1150℃を超えると、平均粒径(D)が本発明で規定する上限の35μmを超えてしまう。したがって、1次圧延鋼帯の加熱温度をAr₃点+50℃~1150℃の範囲とした。以上述べたような、熱延における加熱温度と粗圧延鋼帯の加熱温度との関係を図3に示す。

【0046】熱延における2次圧延の圧下率：70%以上
2次圧延での圧下率が70%未満では、2次圧延後でのオーステナイト粒径を細粒とすることができず、結果として、本発明で規定する結晶粒径を得ることができない。圧下率が70%以上であれば、本発明で規定する範囲の結晶粒径を得ることができるため、2次圧延の圧下率を70%以上とした。

【0047】熱延における2次圧延の温度：Ar₃点以上
2次圧延での温度がAr₃点未満では、1次圧延後でのフェライト相の圧延部分が粗大粒化して、結果として、本発明で規定する結晶粒径を得ることができない。Ar₃点以上において本発明で規定する結晶粒径が得られるため、2次圧延の温度をAr₃点以上とした。

【0048】巻取温度：750℃以下
巻取温度は2次圧延後での繰返し再結晶によるオーステナイト粒径を細粒でかつ均一とし、その組織を凍結するために制御が必要な製造条件である。巻取温度が750℃を超えると、巻取後にフェライトが粒成長し、結果として本発明で規定する結晶粒径を得ることができない。巻取温度が750℃以下であれば上記組織となり、結晶粒径を本発明で規定した範囲とすることができるため、巻取温度を750℃以下とした。

【0049】本発明における冷延鋼板を得る方法としては、上記方法によって得られた熱延鋼板を素材として、冷間圧延と再結晶焼鈍を施すことにより得られる。冷間圧延は鋼板を所定の板厚にするとともに、圧延集合組織を発達させて、その後の再結晶焼鈍工程において加工性の向上に好ましい集合組織を発達させるために施される。冷間圧延の条件は特に限定されるものではないが、上記目的のためには、50%以上の圧下率で最終板厚に加工することが好ましい。

【0050】再結晶焼鈍は通常採用される条件で行えばよい。具体的には550~900℃の温度範囲で焼鈍を行なってフェライトを再結晶させる。550℃未満の温度では、長時間の箱焼鈍でも再結晶が十分に生じない。一方、900℃を超える温度ではオーステナイト化が進行して加工性が劣化する。再結晶焼鈍を行なう方法とし

ては、連続焼鈍、箱焼鈍、または溶融亜鉛めっき処理に先行する連続熱処理のいずれでもよい。

【0051】上述した組成の素材鋼は、例えば転炉、電気炉等により溶製される。鋼片の製造は造塊-分塊圧延法または連続製造法、薄スラブ製造法、ストリップ製造法のいずれでも構わない。なお、本発明においては、連続製造または造塊、分塊圧延により得られたスラブ加熱する製造方法においては、スラブ部を室温以上の温度まで冷却した後、熱延加熱炉に装入する。その場合、熱延加熱炉への装入温度はAr₃点以下であることが組織を制御する上で好ましい。

【0052】なお、本発明においては粗圧延鋼帯を加熱する前工程、もしくは後工程でレベラー等の矯正装置によって形状矯正を行なうことが好ましい。矯正を粗圧延鋼帯を加熱する前工程で行なう場合、粗圧延鋼帯の形状が良くなることにより粗圧延鋼帯の加熱時の均一性が良くなり、粗圧延鋼帯内の組織の均一性が高くなり、さらには仕上げ圧延機に挿入される粗圧延鋼帯の形状がよいため、仕上げ圧延における塑性変形時の均一性が高くなり、結果として得られる鋼板の組織も均一になる。また、矯正を粗圧延鋼帯を加熱する後工程で行う場合、少なくとも仕上げ圧延機に挿入される粗圧延鋼帯の形状がよいため、仕上げ圧延における塑性変形時の均一性が高くなり、結果として組織が均一となる。

【0053】本発明方法によって得られた冷延鋼板は、適宜、表面処理(溶融亜鉛めっき、合金化溶融亜鉛めっき、電気めっき、有機被覆コーティングなど)やプレス加工を施した後、例えば、自動車、家電製品、鋼構造物などに使用されるが、特にこれらの用途において要求される高加工性と強度を有するものである。

【0054】

【実施例】次に、本発明による具体的な実施例について、比較例と比較しながら以下に説明する。表1に示す化学組成および清浄度を有する鋼(材料No. 1~16)を、表2に示す条件で熱間圧延し、冷却して巻取り処理を行ない、材料No. 1~6については熱延板の結晶粒径を測定した。なお、材料No. 1及び材料No. 7は製造後直接に熱間圧延を行なった。平均結晶粒径の変動(D_{max}/D_{min})は熱延板の幅方向の平均粒径(D)を測定し、その最大値を最小値で割ることにより求めた。また、材料No. 7~16については、熱延板を酸洗後、表2に示す条件にて冷間圧延と焼鈍を行い、材料No. 1~6と同様に、結晶粒径を調べた。

【0055】プレス成形品の評価としては、上記熱延板および冷延板の幅方向中央部および端部より試験片を採取し、曲げ加工後のスプリングバック角度を測定し、その差が1度以下の場合は「プレス成形性が極めて良好」、その差が1度超えて2度以下の場合は「プレス成形性が良好」、2度超えの場合は「プレス成形性が不良」として評価した。その結果を表2に併せて示した。

【0056】表2から明らかなように、本発明に係る鋼板においては、曲げ加工において割れが生じず、加工性に優れていることが確認された。また、ブリッグバック角度の幅方向の差が2度以下となり、幅方向でのプレス

成形性の均一性に優れていることが確認された。

【0057】

【表1】

材料 No.	化学組成 (wt%)													清浄度 (d.t.)
	C	Si	Mn	S	P	O	sol. Al	N	Ti	Nb	B	V	Zr	
1*	0.0030	0.01	0.10	0.011	0.004	0.0024	0.023	0.0030	-	-	-	-	-	0.010
2*	0.0910	0.01	0.50	0.010	0.100	0.0020	0.027	0.0042	-	-	-	-	-	0.010
3*	0.0028	0.25	2.00	0.003	0.075	0.0019	0.040	0.0032	0.070	-	-	-	-	0.020
4*	0.0900	0.08	1.55	0.008	0.010	0.0021	0.039	0.0021	-	-	-	-	-	0.010
5*	0.0980	0.50	1.40	0.011	0.015	0.0025	0.032	0.0025	-	-	-	-	-	0.040
6*	0.0960	0.50	1.42	0.010	0.014	0.0024	0.035	0.0024	-	-	-	-	-	0.075
7	0.0510	0.02	0.20	0.005	0.014	0.0026	0.053	0.0045	-	-	-	-	-	0.024
8	0.0031	0.01	0.14	0.010	0.070	0.0028	0.045	0.0012	-	-	-	-	-	0.020
9	0.0220	0.02	0.15	0.016	0.017	0.0030	0.041	0.0030	-	-	0.0020	-	-	0.025
10	0.0029	0.01	0.15	0.014	0.017	0.0027	0.045	0.0023	0.010	0.018	0.0002	-	-	0.020
11	0.0041	0.02	0.15	0.015	0.015	0.0030	0.025	0.0024	0.070	-	0.0003	-	-	0.023
12	0.0021	0.01	0.85	0.010	0.040	0.0025	0.062	0.0020	-	0.010	-	-	-	0.022
13	0.0930	0.20	0.75	0.005	0.070	0.0031	0.043	0.0035	-	-	-	-	-	0.024
14	0.0011	0.02	0.18	0.014	0.012	0.0025	0.045	0.0177	-	-	-	-	0.139	0.030
15	0.0029	0.01	0.15	0.014	0.017	0.0027	0.045	0.0023	0.010	0.018	0.0002	-	-	0.020
16	0.0025	0.01	0.18	0.011	0.010	0.0021	0.033	0.0022	-	-	-	0.0200	-	0.015

*熱延鋼板

【0058】

【表2】

材料 No.	熱延加熱 温度 (℃)	1次圧延条件		再加熱 温度 (℃)	2次圧延条件		巻取 温度 (℃)	冷延 率 (%)	焼鈍条件	平均 結晶 粒径 D(μm)	平均結晶 粒径の変動 Dmax/Dmin	プレス 成形性	備考
		圧下 率 (%)	圧延 終了 温度 (℃)		圧下 率 (%)	圧延 終了 温度 (℃)							
1*	-	84	950	1050	92.6	920	680	-	-	15	1.8	良好	標準
2	1100	84	950	1000	92.6	910	600	-	-	8	1.3	良好	標準
3	950	84	840	940	92.6	850	680	-	-	10	1.3	良好	標準
4	1000	84	800	1000	92.6	900	600	-	-	7	1.2	良好	標準
5	1200	84	1050	1100	92.6	900	680	-	-	6	1.3	良好	標準
6	1200	84	1050	1100	92.6	900	680	-	-	7	1.4	良好	標準
7**	-	84	850	950	92.6	850	680	80	730℃×20秒	18	1.8	良好	標準
8	1050	84	930	1020	92.6	920	680	80	730℃×20秒	20	1.7	良好	標準
9	950	80	850	950	93.2	850	680	80	850℃×30秒	17	1.4	良好	標準
10	1100	80	1000	1100	93.2	950	680	80	850℃×30秒	20	1.2	良好	標準
11	1050	80	930	1040	93.2	950	680	80	850℃×30秒	30	1.7	良好	標準
12	1000	75	910	1010	94.5	920	680	80	850℃×30秒	18	1.4	良好	標準
13	1150	84	1000	1100	92.6	900	680	80	850℃×30秒	12	1.3	良好	標準
14	1150	84	1040	1140	92.6	890	680	80	800℃×30秒	30	1.5	良好	標準
15	1100	80	1000	-	93.2	950	680	80	850℃×30秒	17	2.1	加工性不良	比較
16	1150	84	1040	1140	92.8	890	680	80	800℃×30秒	25	1.6	良好	標準

*熱延における1次圧延開始温度1100℃

**熱延における1次圧延開始温度1000℃

【0059】

【発明の効果】以上説明したように、本発明によれば、

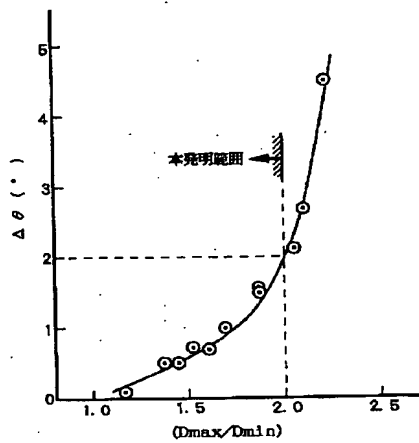
加工性に優れ、かつ加工性の幅方向での変動も少ない鋼板及びその製造方法を提供することができ、工業上有用

な効果もたらされる。本発明による鋼板は自動車用、産業機器用、家電用（テレビ用のフレーム材、シャドウマスク材及びインナーシールド材、各種容器材など）、ほうろう用等に供することができる。

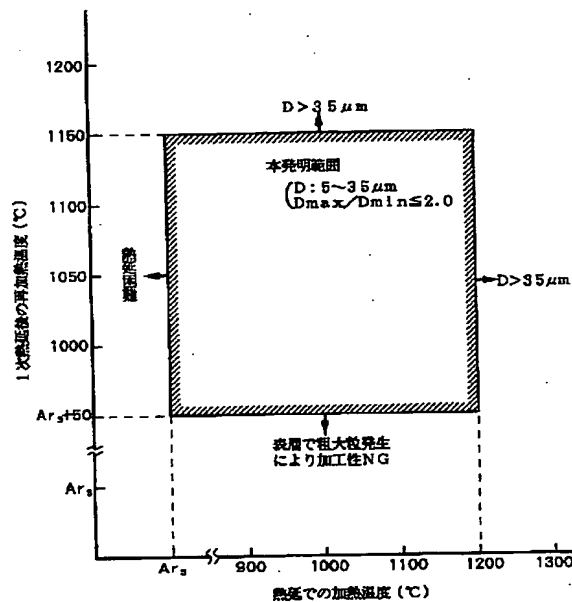
【図面の簡単な説明】

【図1】 D_{max}/D_{min} とスプリングバック角度の幅方向

【図1】



【図3】

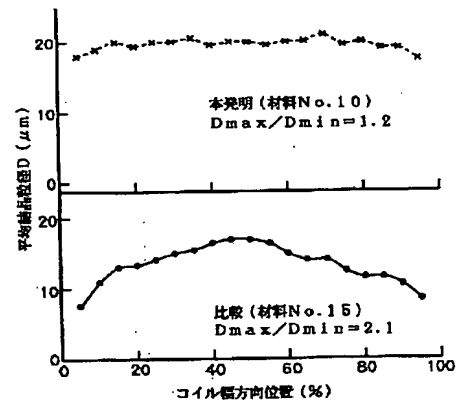


の差 ($\Delta\theta$) の関係を示す図。

【図2】 本発明材および比較材のコイル幅方向での結晶粒径の分布を示す図。

【図3】 熱延における加熱温度と粗圧延鋼帯の加熱温度との関係を示す図。

【図2】



(10)

特開平10-219388

フロントページの続き

(51)Int.Cl.⁶

C21D 9/46

識別記号

FI

C21D 9/46

G

* NOTICES *

JPO and NCIP are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

(2)

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.*** shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

(57) [Claim(s)]

[Claim 1] In weight %, C:0.2% or less, less than [Si:1.0%], less than [Mn:3.0%], P:0.2 or less, S:0.1% or less, O:0.004% or less, sol.aluminum:0.01-0.1%, A steel plate with little [that contain N:0.02% or less, are less than / cleanliness:0.05% / , and the diameter of average crystal grain (D) excels / fluctuation / (Dmax/Dmin) / of 5-35 micrometers and the diameter of average crystal grain in the cross direction of a coil / in the workability characterized by being 2.0 or less] fluctuation in the cross direction of workability. However, Dmax is the maximum of the diameter of average crystal grain in the cross direction, and Dmin is the minimum value of the diameter of average crystal grain in the cross direction.

[Claim 2] The steel plate with little [excelling in workability according to claim 1] fluctuation in the cross direction of workability characterized by furthermore containing one sort or two sorts or more 0.01 to 0.4% among Ti, Nb, V, and Zr.

[Claim 3] The steel plate with little [excelling in workability according to claim 1 or 2] fluctuation in the cross direction of workability characterized by containing further B:0.0001 - 0.005%.

[Claim 4] In weight %, C:0.2% or less, less than [Si:1.0%], less than [Mn:3.0%], P:0.2% or less, S:0.1% or less, O:0.004% or less, sol.aluminum:0.01-0.1%, After containing N:0.02% or less and carrying out continuous casting of the steel not more than cleanliness:0.05%, the obtained steel slab is faced hot-rolling directly. The process which performs primary rolling with 70% or more of rolling reduction at the temperature of three or more Ar(s), and is made into a steel strip, The process which reheats this whole steel strip after that within the limits of three-Ar +50 degrees C - 1150 degrees C, The manufacture approach of a steel plate with little [after that / excelling in the workability characterized by providing the process which performs secondary rolling with 70% or more of rolling reduction at the temperature of three or more Ar(s), and the process succeedingly rolled round at the temperature of 750 degrees C or less] fluctuation in the cross direction of workability.

[Claim 5] In weight %, C:0.2% or less, less than [Si:1.0%], less than [Mn:3.0%], P:0.2% or less, S:0.1% or less, O:0.004% or less, sol.aluminum:0.01-0.1%, Contain N:0.02% or less, carry out continuous casting of the steel not more than cleanliness:0.05%, and the obtained steel slab is faced hot-rolling directly. The process which performs primary rolling with 70% or more of rolling reduction at the temperature of three or more Ar(s), and is made into a steel strip, The process which reheats this whole steel strip after that within the limits of three-Ar +50 degrees C - 1150 degrees C, The process which performs secondary rolling with 70% or more of rolling reduction at the temperature of three or more Ar(s) after that, The manufacture approach of a steel plate with little [excelling in workability] fluctuation in the cross direction of workability which possesses the process succeedingly rolled round at the temperature of 750 degrees C or less, cold-rolls after that and is characterized by carrying out recrystallization annealing succeedingly.

[Claim 6] In weight %, C:0.2% or less, less than [Si:1.0%], less than [Mn:3.0%], P:0.2% or less, S:0.1% or less, O:0.004% or less, sol.aluminum:0.01-0.1%, The process which N:0.02% or less is contained, and it faces hot-rolling the steel slab not more than cleanliness:0.05%, and is heated

within the limits of three – 1200 degree C of Ar(s), The process which performs primary rolling with 70% or more of rolling reduction at the temperature of three or more Ar(s) after that, and is made into a steel strip, The process which reheats this whole steel strip after that within the limits of three–Ar +50 degrees C – 1150 degrees C, The manufacture approach of a steel plate with little [after that / excelling in the workability characterized by providing the process which performs secondary rolling with 70% or more of rolling reduction at the temperature of three or more Ar(s), and the process succeedingly rolled round at the temperature of 750 degrees C or less] fluctuation in the cross direction of workability.

[Claim 7] In weight %, C:0.2% or less, less than [Si:1.0%], less than [Mn:3.0%], P:0.2% or less, S:0.1% or less, O:0.0040% or less, sol.aluminum:0.01–0.1%, The process which N:0.02% or less is contained, and it faces hot-rolling the steel slab not more than cleanliness:0.05%, and is heated within the limits of three – 1200 degree C of Ar(s), The process which performs primary rolling with 70% or more of rolling reduction at the temperature of three or more Ar(s) after that, and is made into a steel strip, The process which reheats this whole steel strip after that within the limits of three–Ar +50 degrees C – 1150 degrees C, The process which performs secondary rolling with 70% or more of rolling reduction at the temperature of three or more Ar(s) after that, The manufacture approach of a steel plate with little [excelling in workability] fluctuation in the cross direction of workability which possesses the process succeedingly rolled round at the temperature of 750 degrees C or less, cold-rolls after that, and is characterized by carrying out recrystallization annealing succeedingly.

[Claim 8]

* NOTICES *

JPO and NCIPJ are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.*** shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Field of the Invention] This invention is excellent in workability, and relates to the steel plate with little fluctuation and its manufacture approach in the cross direction of workability.

[0002]

[Description of the Prior Art] Hot rolled sheet steel and cold rolled sheet steel are widely used for the automobile, the industrial machine, etc. And since those applications have many members fabricated by press working of sheet metal, various workability is required according to the configuration of the member.

[0003] However, the demand of the rationalization from manufacturers, such as an automobile in recent years and an industrial machine, is severe, and the further improvement in the yield in the time of manufacture of the product in this manufacturer is called for especially. From such a background, a homogeneous high thing is important especially in respect of the quality of the material.

[0004] From such a viewpoint, whenever [in hot-rolling / stoving temperature] is conventionally made into low temperature, and rolling reduction in finishing rolling is made high in order to make workability of an ingredient into homogeneity, and it quenches after rolling termination, and rolls round at an elevated temperature comparatively, and cold-rolling and the technique of annealing are proposed after that (JP,7-56055,B).

[0005]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] However, with this technique, although the homogeneity of the longitudinal direction of a coil improves, there is a problem in the homogeneity of the width direction of a coil. That is, with this technique, whenever [in hot-rolling / stoving temperature] is made into low temperature, the fall of the edge of a coil and the temperature in that near is still more remarkable because of rolling of the rate of the bottom of high pressure with finish rolling, and the problem in which an organization differs in the cross direction of a coil as a result arises.

[0006] Thus, if an organization differs in the cross direction of a coil, the homogeneity in the field of the workability in an ingredient becomes low, and it sets to a pressed part especially with severe dimensional accuracy, and since workability is low, near the crosswise edge of the coil at the time of press working of sheet metal, a problem will arise according to the difference of the cross direction of springback to a width-of-face center section in the dimensional accuracy of the processing components after press working of sheet metal. Therefore, ***** within a coil cannot be performed by low yield which does not include near the crosswise edge of a coil.

[0007] This invention aims at excelling in the workability which is made in view of this situation and may also suit a press-working-of-sheet-metal application with severe dimensional accuracy, and offering the steel plate uniform [crosswise] and its manufacture approach of workability.

[0008]

[Means for Solving the Problem] this invention person etc. repeated research wholeheartedly that the technical problem mentioned above should be solved. consequently, in order to perform product extraction from a coil by the high yield, in view of the service condition in manufacturers,

such as an automobile and an industrial machine (1) Fluctuation (D_{\max}/D_{\min}) of the diameter of considering-as level which adjusted nonmetallic inclusion and was excellent in workability after optimizing component in steel (2) average crystal grain (D), and the diameter of average crystal grain in the cross direction of a coil is made into specific within the limits (however). D_{\max} found out that the minimum value of the diameter of average crystal grain in the cross direction was required for the maximum of the diameter of average crystal grain in the cross direction, and D_{\min} respectively.

[0009] Excel in the above-mentioned workability and and the steel plate with workability uniform [crosswise] In the manufacture approach which hot-rolls continuous casting slab directly (1) The rolling temperature and rolling reduction of primary rolling in hot-rolling are made proper. The whole material after primary rolling is heated succeedingly in a specific temperature requirement. using austenite particle size after primary rolling as a fine grain — (2) — Thing (3) which raises the homogeneity of the austenite particle size after primary rolling then rolling reduction in secondary rolling, temperature, and winding temperature are made proper. It is a fine grain about the austenite particle size by the repeat recrystallization after secondary rolling, and found out being attained by freezing the organization as homogeneity.

[0010] Moreover, it sets to the manufacture approach of heating the slab obtained by continuous casting or ingot making, and slabbing, for example. (1) The rolling reduction and temperature in whenever [in hot-rolling / stoving temperature], and primary rolling are made proper. The whole material after primary rolling is heated succeedingly in a specific temperature requirement. using austenite particle size after primary rolling as a fine grain — (2) — Thing (3) which raises the homogeneity of the austenite particle size after primary rolling then rolling reduction in secondary rolling, temperature, and winding temperature are made proper. It is a fine grain about the austenite particle size by the repeat recrystallization after secondary rolling, and found out being attained by freezing the organization as homogeneity.

[0011] Furthermore, in cold rolled sheet steel, it found out being attained by giving cold rolling and recrystallization annealing, using as a material the hot rolled sheet steel obtained as mentioned above. This invention is made based on such knowledge.

[0012] That is, this invention offers the following (1) – (9).

In weight %, (1) C:0.2% or less, less than [Si:1.0%], less than [Mn:3.0%], P:0.20% or less, S:0.10% or less, O:0.0040% or less, sol.aluminum:0.01–0.10% and N:0.02% or less are contained. Cleanliness: A steel plate with little [that are 0.05% or less and the diameter of average crystal grain (D) excels / fluctuation / (D_{\max}/D_{\min}) / of 5–35 micrometers and the diameter of average crystal grain in the cross direction of a coil / in the workability characterized by being 2.0 or less] fluctuation in the cross direction of workability. However, D_{\max} is the maximum of the diameter of average crystal grain in the cross direction, and D_{\min} is the minimum value of the diameter of average crystal grain in the cross direction.

[0013] The steel plate with little [excelling in workability] fluctuation in the cross direction of workability characterized by containing one sort or two sorts or more 0.01 to 0.40% among Ti, Nb, V, and Zr further in (2) and (1).

The steel plate with little [excelling in workability] fluctuation in the cross direction of workability characterized by containing further B:0.0001 – 0.005% in (3), (1), or (2).

[0014] In weight %, (4) C:0.2% or less, less than [Si:1.0%], less than [Mn:3.0%], P:0.20% or less, S:0.10% or less, O:0.0040% or less, After containing sol.aluminum:0.01–0.10% and N:0.02% or less and carrying out continuous casting of the steel not more than cleanliness:0.05%, the obtained steel slab is faced hot-rolling directly. The process which performs primary rolling with 70% or more of rolling reduction at the temperature of three or more $A_r(s)$, and is made into a steel strip, The process which reheats this whole steel strip after that within the limits of three- A_r +50 degrees C – 1150 degrees C, The manufacture approach of a steel plate with little [after that / excelling in the workability characterized by providing the process which performs secondary rolling with 70% or more of rolling reduction at the temperature of three or more $A_r(s)$, and the process succeedingly rolled round at the temperature of 750 degrees C or less] fluctuation in the cross direction of workability.

[0015] In weight %, (5) C:0.2% or less, less than [Si:1.0%], less than [Mn:3.0%], P:0.20% or less,

S:0.10% or less, O:0.0040% or less, Contain sol.aluminum:0.01-0.10% and N:0.02% or less, carry out continuous casting of the steel not more than cleanliness:0.05%, and the obtained steel slab is faced hot-rolling directly. The process which performs primary rolling with 70% or more of rolling reduction at the temperature of three or more Ar(s), and is made into a steel strip, The process which reheats this whole steel strip after that within the limits of three-Ar +50 degrees C - 1150 degrees C, The process which performs secondary rolling with 70% or more of rolling reduction at the temperature of three or more Ar(s) after that,

* NOTICES *

JPO and NCIP are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.*** shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

EXAMPLE

[Example] Next, the concrete example by this invention is explained below, comparing with the example of a comparison. It hot-rolled and cooled on the conditions which show the steel (ingredient No.1-16) which has the chemical composition and cleanliness which are shown in Table 1 in Table 2, rolling-up processing was performed, and the diameter of crystal grain of a hot-rolling plate was measured about ingredient No.1-6. In addition, ingredient No.1 and ingredient No.7 hot-rolled directly after casting. Fluctuation (D_{max}/D_{min}) of the diameter of average crystal grain measured the mean particle diameter (D) of the cross direction of a hot-rolling plate, and asked for it by breaking the maximum by the minimum value. Moreover, about ingredient No.7-16, cold rolling and annealing were performed on the conditions which show a hot-rolling plate in Table 2 after acid washing, and the diameter of crystal grain was investigated like ingredient No.1-6.

[0055] the case where a test piece is extracted from the crosswise center section and edge of the above-mentioned hot-rolling plate and a cold-rolled plate, the springback include angle after bending is measured as evaluation of a press-forming article, "press-forming nature's being very good" and its difference exceed once when the difference is 1 or less time, and it comes out, and is 2 or less times — "press-forming nature is good" and 2 times — exceeding — it is — the case was evaluated as "press-forming nature is a defect." The result was collectively shown in Table 2.

[0056] In the steel plate concerning this invention, a crack did not arise in bending but excelling in workability was checked so that clearly from Table 2. Moreover, the difference of the cross direction of a pulling back include angle became 2 or less times, and excelling in the homogeneity of the press-forming nature in the cross direction was checked.

[0057]

[Table 1]

材料 No.	化学組成 (wt%)													清浄度 (d.t.)
	C	Si	Mn	S	P	O	sol. Al	N	Ti	Nb	B	V	Zr	
1*	0.0030	0.01	0.10	0.011	0.004	0.0024	0.023	0.0030	-	-	-	-	-	0.010
2*	0.0910	0.01	0.50	0.010	0.100	0.0020	0.027	0.0042	-	-	-	-	-	0.010
3*	0.0028	0.25	2.00	0.003	0.075	0.0019	0.040	0.0032	0.070	-	-	-	-	0.020
4*	0.0900	0.08	1.55	0.006	0.010	0.0021	0.039	0.0021	-	-	-	-	-	0.010
5*	0.0980	0.50	1.40	0.011	0.015	0.0025	0.032	0.0025	-	-	-	-	-	0.040
6*	0.0960	0.50	1.42	0.010	0.014	0.0024	0.035	0.0024	-	-	-	-	-	0.075
7	0.0510	0.02	0.20	0.005	0.014	0.0028	0.053	0.0045	-	-	-	-	-	0.024
8	0.0031	0.01	0.14	0.010	0.070	0.0028	0.045	0.0012	-	-	-	-	-	0.020
9	0.0220	0.02	0.15	0.016	0.017	0.0030	0.041	0.0030	-	-	0.0020	-	-	0.025
10	0.0029	0.01	0.15	0.014	0.017	0.0027	0.045	0.0023	0.010	0.018	0.0002	-	-	0.020
11	0.0041	0.02	0.15	0.015	0.015	0.0030	0.025	0.0024	0.070	-	0.0003	-	-	0.023
12	0.0021	0.01	0.65	0.010	0.040	0.0025	0.062	0.0020	-	0.010	-	-	-	0.022
13	0.0930	0.20	0.75	0.005	0.070	0.0031	0.043	0.0035	-	-	-	-	-	0.024
14	0.0011	0.02	0.18	0.014	0.012	0.0025	0.045	0.0177	-	-	-	-	0.139	0.030
15	0.0029	0.01	0.15	0.014	0.017	0.0027	0.045	0.0023	0.010	0.018	0.0002	-	-	0.020
16	0.0025	0.01	0.18	0.011	0.010	0.0021	0.033	0.0022	-	-	-	0.0200	-	0.015

*熱延材

[0058]

[Table 2]

材料 No.	熱延加熱 温度 (°C)	1次圧延条件		再加熱 温度 (°C)	2次圧延条件		巻取 温度 (°C)	冷延 率 (%)	焼鈍条件	平均 結晶 粒径 D(μm)	平均結晶 粒径の変動 Dmax/Dmin	プレス 成形性	備考
		圧下 率 (%)	圧延 終了 温度 (°C)		圧下 率 (%)	圧延 終了 温度 (°C)							
1*	—	84	950	1050	92.6	920	680	—	—	15	1.8	良好	本発明例
2	1100	84	950	1000	92.6	910	600	—	—	8	1.3	極めて良好	本発明例
3	950	84	840	940	92.6	850	680	—	—	10	1.3	極めて良好	本発明例
4	1000	84	900	1000	92.6	900	600	—	—	7	1.2	極めて良好	本発明例
5	1200	84	1050	1100	92.6	900	680	—	—	6	1.3	極めて良好	本発明例
6	1200	84	1050	1100	92.6	900	680	—	—	7	1.4	やや良好	比較例
7**	—	84	850	950	92.6	850	680	80	730°C×20分	18	1.8	良好	本発明例
8	1050	84	830	1020	92.6	920	680	80	730°C×20分	20	1.7	極めて良好	本発明例
9	950	80	850	950	93.2	850	680	80	850°C×30分	17	1.4	極めて良好	本発明例
10	1100	80	1000	1100	93.2	950	680	80	850°C×30分	20	1.2	極めて良好	本発明例
11	1050	80	930	1040	93.2	950	680	80	850°C×30分	30	1.7	極めて良好	本発明例
12	1000	75	910	1010	94.5	920	680	80	850°C×30分	18	1.4	極めて良好	本発明例
13	1150	84	1000	1100	92.6	900	680	80	850°C×30分	12	1.3	極めて良好	本発明例
14	1150	84	1040	1140	92.6	890	680	80	800°C×30分	30	1.5	極めて良好	本発明例
15	1100	80	1000	—	93.2	950	680	80	850°C×30分	17	2.1	加工性不良	比較例
16	1150	84	1040	1140	92.6	890	680	80	800°C×30分	25	1.8	極めて良好	本発明例

*熱延における1次圧延開始温度1100°C

**熱延における1次圧延開始温度1000°C

[Translation done.]

* NOTICES *

JPO and NCIPJ are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.**** shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

DESCRIPTION OF DRAWINGS

[Brief Description of the Drawings]

[Drawing 1] Drawing showing the relation of the difference ($\Delta\theta$) of the cross direction of D_{max}/D_{min} and a springback include angle.

[Drawing 2] Drawing showing distribution of the diameter of crystal grain in the coil cross direction of this invention material and comparison material.

[Drawing 3] Drawing showing the relation between whenever [in hot-rolling / stoving temperature], and, whenever [stoving temperature / of a rough rolled-steel band].

[Translation done.]

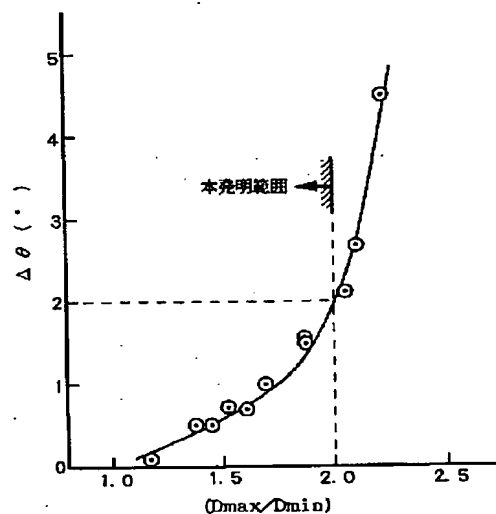
* NOTICES *

JPO and NCIP are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

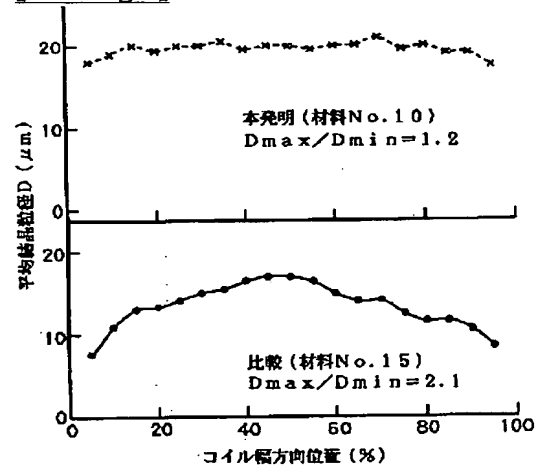
1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. *** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

DRAWINGS

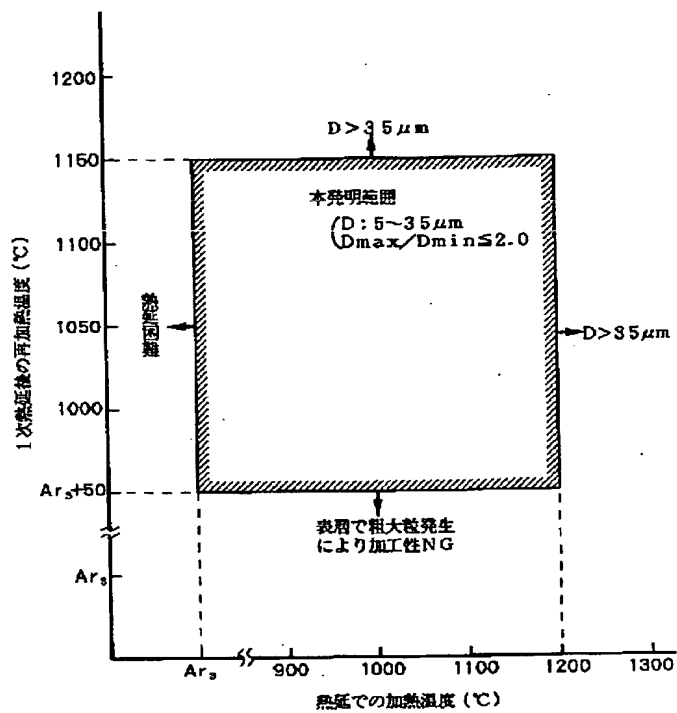
[Drawing 1]



[Drawing 2]



[Drawing 3]



[Translation done.]

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ BLACK BORDERS
- ☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- ☐ FADED TEXT OR DRAWING
- ☒ BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- ☐ SKEWED/SLANTED IMAGES
- ☐ COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- ☐ GRAY SCALE DOCUMENTS
- ☐ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- ☐ REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- ☐ OTHER: _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.